

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-294956

(P2001-294956A)

(43) 公開日 平成13年10月26日 (2001. 10. 26)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード (参考)
C 2 2 C 9/04		C 2 2 C 9/04	
C 2 2 F 1/08		C 2 2 F 1/08	K
// C 2 2 F 1/00	6 1 2	1/00	6 1 2
	6 2 4		6 2 4
	6 3 0		6 3 0 J
審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 7 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号	特願2000-108945 (P2000-108945)	(71) 出願人	000002277 住友軽金属工業株式会社 東京都港区新橋 5 丁目 11 番 3 号
(22) 出願日	平成12年 4 月 11 日 (2000. 4. 11)	(71) 出願人	500167630 新日東金属株式会社 東京都千代田区岩本町 1 丁目 11 番 2 号
		(72) 発明者	安藤 哲也 東京都港区新橋 5 丁目 11 番 3 号 住友軽金属工業株式会社内
		(74) 代理人	100071663 弁理士 福田 保夫 (外 1 名)
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 耐脱亜鉛腐食性に優れた快削黄銅およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 優れた耐脱亜鉛腐食性と切削性をそなえ、熱間加工が容易で、且つリサイクル性にも優れ、コスト的にも有利な黄銅およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 Cu: 60.0~63.0%、Pb: 2.0~3.7%、P: 0.02~0.07%、Sn: 0.20~0.50%、Fe: 0.10~0.20%を含有し、残部Znおよび不可避不純物からなる組成を有し、 α 相と β 相の2相からなり且つ β 相が α 相で分断されている組織を有する。上記組成を有する銅合金の鑄塊を、押出後、または押出および抽伸した後、350~550℃の温度で焼鈍することにより製造する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Cu:60.0~63.0% (質量%、以下同じ)、Pb:2.0~3.7%、P:0.02~0.07%、Sn:0.20~0.50%、Fe:0.10~0.20%を含有し、残部Znおよび不可避不純物からなる組成を有し、 α 相と β 相の2相からなり且つ β 相が α 相で分断されている組織を有することを特徴とする耐脱亜鉛腐食性に優れた快削黄銅。

【請求項2】 Cu:60.0~63.0%、Pb:2.0~3.7%、P:0.02~0.07%、Sn:0.20~0.50%、Fe:0.10~0.20%を含有し、残部Znおよび不可避不純物からなる銅合金の鋳塊を、押出後、または押出および抽伸した後、350~550℃の温度で焼鈍する工程を包含することを特徴とする請求項1に記載の耐脱亜鉛腐食性に優れた快削黄銅の製造方法。

【請求項3】 Cu:60.0~63.0%、Pb:2.0~3.7%、P:0.02~0.07%、Sn:0.20~0.50%、Fe:0.10~0.20%を含有し、残部Znおよび不可避不純物からなる銅合金の鋳塊を押出後、10℃/秒以下の冷却速度で徐冷する工程を包含することを特徴とする請求項1に記載の耐脱亜鉛腐食性に優れた快削黄銅の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、耐脱亜鉛腐食性と切削性に優れ、さらにリサイクル性にも優れた黄銅およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】従来、Cu-Zn合金にPbを添加した黄銅は、铸造性、熱間および冷間加工性、機械加工性に優れているため、水栓金具、バルブ部品などとして使用されているが、腐食性の水質環境下あるいは温水の下で使用すると、亜鉛が選択的に溶出する脱亜鉛腐食を起こすという問題がある。

【0003】Cu含有量の高い α 黄銅においては、As、P、Sbなどを添加することにより脱亜鉛腐食を防止することができるが、 α 黄銅は理論上67.5%以上のCuを含有し、 $\alpha+\beta$ 黄銅に比較して溶解温度が高く、且つ熱間加工時の変形抵抗が大きいため、熱間加工温度を高くしなければならず、従ってエネルギーコストが高くなり、また、 α 黄銅は機械加工時に切削屑が長くつながる傾向があるから、自動旋盤加工に適さないという難点がある。

【0004】ある一定量のCu(54.5~67.5% Cu)を含有する $\alpha+\beta$ 黄銅は、 α 相中に β 相を均一に分散させることにより、機械加工時の切削屑が細かく分断され、また熱間加工時の変形抵抗も著しく低減されるが、 α 黄銅において脱亜鉛腐食防止に効果のあるAs、P、Sbを添加しても β 相の脱亜鉛腐食を抑制すること

ができない。そのために、 $\alpha+\beta$ 黄銅のうち、61~67.5%のCuを含むものは、適当な熱処理を施すことにより α 黄銅に変態させることができることに着目し、まず $\alpha+\beta$ 黄銅にAs、P、Sbを添加し、熱処理により α 黄銅に変態させることによって耐脱亜鉛腐食性を高める手法が提案されている。しかしながら、マトリックス組織中の β 相の割合が多い場合には、 β 相が長手方向に連続して連なっているため、 α 組織に変態させるための熱処理に長時間を要するという問題がある。

10 【0005】このような問題を改善し、耐脱亜鉛腐食性と快削性をそなえ、熱間加工も容易な黄銅として、Cu:60.0~63.0%、Pb:2.0~3.7%、P:0.02~0.06%を含有し、残部Znおよび不可避不純物からなる $\alpha+\beta$ 黄銅も提案されている(特公昭63-9573号公報)が、この黄銅は、黄銅のスクラップに不可避免的に含まれているSnおよびFeについては、不純物としていずれも0.1%以下に限定され、且つSn、Feを含む不純物の合計量も0.2%以下に制限されているため、製造時のスクラップ使用量が制限され、コスト面で不利となる難点がある。

【0006】

20 【発明が解決しようとする課題】本発明は、Pb含有黄銅における上記従来の問題点を解消するために、黄銅のリターンスクラップに不可避免的に含まれるSn、Feを必須成分とする黄銅の組成および組織の組合わせと耐脱亜鉛腐食性など各種特性との関連について、試験、検討を重ねた結果としてなされたものであり、その目的は、優れた耐脱亜鉛腐食性と切削性をそなえ、熱間加工が容易で、且つリサイクル性にも優れ、コスト的にも有利な黄銅およびその製造方法を提供することにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】上記の目的を達成するための本発明の請求項1による耐脱亜鉛腐食性に優れた快削黄銅は、Cu:60.0~63.0%、Pb:2.0~3.7%、P:0.02~0.07%、Sn:0.20~0.50%、Fe:0.10~0.20%を含有し、残部Znおよび不可避不純物からなる組成を有し、 α 相と β 相の2相からなり且つ β 相が α 相で分断されている組織を有することを特徴とする。

40 【0008】本発明の請求項2による耐脱亜鉛腐食性に優れた快削黄銅の製造方法は、Cu:60.0~63.0%、Pb:2.0~3.7%、P:0.02~0.07%、Sn:0.20~0.50%、Fe:0.10~0.20%を含有し、残部Znおよび不可避不純物からなる銅合金の鋳塊を、押出後、または押出および抽伸した後、350~550℃の温度で焼鈍する工程を包含することを特徴とする。

50 【0009】また、本発明の請求項3による耐脱亜鉛腐食性に優れた快削黄銅の製造方法は、Cu:60.0~63.0%、Pb:2.0~3.7%、P:0.02~

0.07%、Sn:0.20~0.50%、Fe:0.10~0.20%を含有し、残部Cuおよび不可避不純物からなる銅合金の鋳塊を押出後、10℃/秒以下の冷却速度で徐冷する工程を包含することを特徴とする。

【0010】

【発明の実施の形態】本発明における含有成分の意義および限定理由について説明すると、Cuは、Znより高価であるから、その含有量を出来るだけ低減させることが望ましく、その他の含有成分の影響を考慮し、いずれの温度範囲においてもα相とβ相の2相からなるマトリックスが形成されるように、Cu:63.0%以下とする。また、耐脱亜鉛腐食性と切削性を向上させるために、熱処理によりβ相を微細に分断させるには、熱間加工後の状態でβ相存在率(α相+β相中のβ相の割合)を1/2以下にするのが好ましく、そのためにCu:60.0%以上とする。さらに好ましいCuの含有量は61.0~62.0%の範囲である。

【0011】Pbは、黄銅の切削性を向上させるよう機能する。好ましい含有範囲は2.0~3.7%の範囲であり、2.0%未満では十分な切削性向上が得られず、3.7%を越えて含有すると、機械的性質が低下し、脆化を生じる傾向がある、さらに好ましいPbの含有量は、2.8~3.1%の範囲である。

【0012】Pは、耐脱亜鉛腐食性を向上させるよう作用する。とくにα相の脱亜鉛腐食の抑制に効果があり、0.02%以上の微量の添加により十分な脱亜鉛腐食性を示す。また結晶粒を小さくするよう機能する。Pの一部は硬くて脆いCu₃P相として存在すること、CuとCu₃P相との共晶温度が714℃と低いことを考慮し、冷間加工性および熱間加工性の観点からPを多量に添加することは好ましくなく、機械的性質の低下や脆化も生じないために、Pの上限は0.07%とするのが好ましい。さらに好ましいPに含有範囲は0.03~0.06%である。

【0013】Snは、α相の脱亜鉛腐食を抑制するだけでなく、β相の耐脱亜鉛腐食性の向上にも有効に機能する。Snの好ましい含有量は0.20~0.50%の範囲であり、0.20%未満ではその効果が小さく、0.50%を越えると、熱処理条件によっては硬くて脆いγ相が析出する場合がある。さらに好ましいSnの含有範囲は0.25~0.40%である。

【0014】Feは、α相の粗大化を抑制し機械的性質を安定化させる。Feの好ましい含有量は0.10~0.30%の範囲であり、0.10%未満ではその効果が十分でなく、0.30%を越えると、通常のα+β黄銅の加工温度以上に保持しないと固溶せず、部分的に結晶粒の成長を妨害し、結晶粒径が大小混粒となり易く、機械的性質のばらつきの原因となる。Feが固溶せず残留した場合には抽伸破断の原因となる。さらに好ましいFeの含有範囲は0.15~0.25%である。なお、

本発明の黄銅には、通常、快削黄銅に不純物として含まれる、例えば、0.005%以下のSi、0.03%以下のAl、0.03%以下のMnなどが含有されていても本発明の効果に影響を与えることはない。

【0015】本発明においては、マトリックスがα相とβ相の2相からなり、且つβ相がα相で分断されている組織を有することを特徴とする。β相がα相で分断され、β相が、P、Snの添加によって耐脱亜鉛腐食性が向上したα相で包み込まれるような組織形態とすることにより、脱亜鉛腐食が進行し難くなり、良好な耐脱亜鉛腐食性が達成される。

【0016】上記の組織形態を得るための製造方法について説明すると、まず、上記の組成を有する合金を造塊し、得られた鋳塊を押出加工する。押出材のマトリックス中のβ相は、大部分が連続相として存在している。この押出材の組織に特定の条件による熱処理を施すことにより、連続したβ相をα相によって分断し、本発明の特徴とする組織性状とする。

【0017】本発明における熱処理の第1の実施態様は、前記の鋳塊を、押出加工した後、または押出および抽伸加工した後、350~550℃の温度で、好ましくは1~6時間焼鈍処理するものである。前記の組成を有する合金は、Cuの含有量が低く、常にα相、β相の2相からなるので押出加工は容易であり、押出後の組織は、α+β相からなり、β相は連続した状態で存在する。

【0018】350~550℃の温度で熱処理を施すことにより、Cu-Zn状態図に基づく金相学上の原理に従って、β相の一部がα相に変化して、組織中のα相の存在比率が増大し、その結果、残留したβ相はα相によって分断されα相に包み込まれたような形態となり耐脱亜鉛腐食性が向上する。

【0019】熱処理(焼鈍)温度が350℃未満ではβ相の分断効果が十分に得られず、熱処理温度が550℃を越えると、α相からβ相への変態が生じ、β相が増えて連続相となり、耐食性が劣るようになる。焼鈍処理後、抽伸加工、矯正仕上げ加工などを施すことができる。

【0020】本発明における熱処理の第2の実施態様は、前記の鋳塊を、押出加工した後、押出材を10℃/秒以下の冷却速度で徐冷するものである。前記のように、本発明の組成を有する合金は、Cuの含有量が低く、常にα相、β相の2相からなるので押出加工は容易であり、押出後の組織は、α+β相からなり、β相は連続した状態で存在している。

【0021】押出材を10℃/秒以下の冷却速度で徐冷することにより、Cu-Zn状態図に基づく金相学上の原理に従って、β相の一部がα相に変化して、組織中のα相の存在比率が増大し、その結果、残留したβ相はα相によって分断されα相に包み込まれたような形態とな

り耐脱亜鉛腐食性が向上する。

【0022】押出後の冷却速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ を越えると、 550°C を越える高温領域の場合には、 β 相から $\beta + \alpha$ 相への変態が生じるため、拡散距離が短範囲で足りるから問題ないが、 550°C 以下の温度域においては、 β 相から α 相への変態が生じるため、長範囲の拡散が必要となり、冷却速度に拡散速度が追いつき切れず、 β 相の分断が不十分となり、十分な耐脱亜鉛腐食性が得られない。押出材を徐冷した後、抽伸加工、矯正仕上げ加工などを施すことができる。

【0023】

【実施例】以下、本発明の実施例を比較例と対比して説明するとともに、それに基づいてその効果を実証する。なお、これらの実施例は、本発明の好ましい一実施態様を説明するためのものであって、これにより本発明が制限されるものではない。

【0024】実施例1

リターンスクラップを主原料とし、これに新地金を混合して添加元素の濃度を調整した表1に示す組成の合金を溶解、鑄造し、直径 29.4mm のピレットに造塊した。

【0025】得られた鑄塊を、試験材No. 1、No. 4~6、No. 8~9については、 640°C の温度で直径 20mm の棒材に押出加工した後、断面減少率 10% で抽伸加工し、ついで、表1に示す条件で焼鈍処理し、さらに断面減少率 20% で抽伸した後、矯正仕上げ加工した。焼鈍は、電気炉を使用して所定温度に所定時間保持した後、徐冷することにより行った。

【0026】試験材No. 2、No. 3、No. 7およびNo. 10については、 640°C の温度で直径 $55\sim 70\text{mm}$ に押出加工した後、表1に示す冷却条件で徐冷し、断面減少率 20% で抽伸した後、矯正仕上げ加工し

た。なお、押出寸法を違えたのは押出材の冷却速度を調整するためである。

【0027】矯正仕上げ加工後の試験材について、下記の方法により組織観察を行い、加工性、耐脱亜鉛腐食性、切削性を評価した。

組織観察：焼鈍後、または押出、徐冷後の試験材の縦断面を顕微鏡で観察し、 β 相が連続状か分断状かを確認した。表1において、 βc は β 相が連続状のものを示し、 βd は β 相が分断状のものを示す。

10 加工性：押出加工および抽伸加工中に破断あるいは割れが生じたものは不合格(×)、欠陥を生じることなく加工できたものを合格(○)とした。

【0028】耐脱亜鉛腐食性：ISO法に準拠して、試験材を $75 \pm 3^{\circ}\text{C}$ の $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ の $12.7\text{g}/\text{l}$ 溶液に 24 時間浸漬し、脱亜鉛腐食深さを測定し、以下の基準により評価した。脱亜鉛腐食深さ $100\mu\text{m}$ 以下(実用上脱亜鉛腐食の問題が生じない深さ)のものは合格(○)、脱亜鉛腐食深さが $100\mu\text{m}$ を越えるものは不合格(×)

20 切削性：一定の条件で切削加工を行い、切粉が細かく分断して切削性が優れていたものは合格(○)；切屑が連続したものは不合格(×)とした。

【0029】組織観察結果、加工性、耐脱亜鉛腐食性、切削性の評価結果を表2に示す。表2にみられるように、本発明に従う試験材No. 1~10はいずれも、 β 相が α 相で分断された組織形態を示し、熱間加工性および冷間加工性は良好であり、優れた切削性、耐脱亜鉛腐食性を示した。

【0030】

30 【表1】

	組 成(mass %)						押出後冷却条件 ($^{\circ}\text{C}/\text{秒}$)または 焼鈍条件($^{\circ}\text{C} \times \text{h}$)
	Cu	Pb	P	Sn	Fe	Zn	
1	60.0	2.5	0.03	0.40	0.13	R	$400^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$
2	63.0	3.1	0.03	0.25	0.16	R	$9^{\circ}\text{C}/\text{秒}$
3	61.2	2.0	0.04	0.33	0.11	R	$7^{\circ}\text{C}/\text{秒}$
4	62.5	3.7	0.05	0.28	0.17	R	$450^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$
5	60.8	2.6	0.02	0.41	0.18	R	$350^{\circ}\text{C} \times 5\text{h}$
6	62.8	3.2	0.07	0.26	0.15	R	$480^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}$
7	61.7	2.2	0.03	0.20	0.14	R	$4^{\circ}\text{C}/\text{秒}$
8	60.9	3.5	0.06	0.50	0.19	R	$520^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$
9	62.3	3.1	0.05	0.39	0.10	R	$380^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}$
10	62.7	2.7	0.04	0.46	0.20	R	$8^{\circ}\text{C}/\text{秒}$

【0031】

【表2】

	組織	加工性	耐脱亜鉛腐食性	切削性
1	$\alpha + \beta d$	○	○	○
2	$\alpha + \beta d$	○	○	○
3	$\alpha + \beta d$	○	○	○
4	$\alpha + \beta d$	○	○	○
5	$\alpha + \beta d$	○	○	○
6	$\alpha + \beta d$	○	○	○
7	$\alpha + \beta d$	○	○	○
8	$\alpha + \beta d$	○	○	○
9	$\alpha + \beta d$	○	○	○
10	$\alpha + \beta d$	○	○	○

【0032】実施例2

リターンスクラップを主原料とし、これに新地金を混合して添加元素の濃度を調整した表3に示す組成の合金を溶解、鑄造し、直径29.4mmのピレットに造塊した。

【0033】得られた鑄塊を、試験材No. 11、No. 12については、640℃の温度で直径20mmの棒材に押出加工した後、断面減少率10%で抽伸加工 *

	組 成(mass %)						押出後冷却条件 (℃/ 秒) または 焼鈍条件(℃×h)
	Cu	Pb	P	Sn	Fe	Zn	
11	60.1	2.9	0.04	0.34	0.14	R	350℃×1h
12	62.9	3.3	0.03	0.42	0.16	R	550℃×6h
13	60.9	2.3	0.05	0.28	0.13	R	10℃/ 秒

【0037】

【表4】

	組織	加工性	耐脱亜鉛腐食性	切削性
11	$\alpha + \beta d$	○	○	○
12	$\alpha + \beta d$	○	○	○
13	$\alpha + \beta d$	○	○	○

【0038】比較例1

リターンスクラップを主原料とし、これに新地金を混合して添加元素の濃度を調整した表3に示す組成の合金を溶解、鑄造し、直径29.4mmのピレットに造塊した。

【0039】得られた鑄塊を、試験材No. 14、15、17、20～25については、640℃の温度で直径20mmの棒材に押出加工した後、断面減少率10%で抽伸加工し、ついで、表5に示す条件で焼鈍処理し、

*し、ついで、表3に示す条件で焼鈍処理し、さらに断面減少率20%で抽伸した後、矯正仕上げ加工した。焼鈍は、電気炉を使用して所定温度に所定時間保持した後、徐冷することにより行った。

【0034】試験材No. 13については、640℃の温度で直径50mmに押出加工した後、表3に示す冷却条件で徐冷し、断面減少率20%で抽伸した後、矯正仕上げ加工した。なお、試験材No. 11～12と押出寸法を違えたのは押出材の冷却速度を調整するためである。

【0035】矯正仕上げ加工後の試験材について、実施例1と同一の方法により組織観察を行い、加工性、耐脱亜鉛腐食性、切削性を評価した。結果を表4に示す。表4にみられるように、本発明に従う試験材No. 11～13はいずれも、 β 相が α 相で分断された組織形態を示し、熱間加工性および冷間加工性は良好であり、優れた切削性、耐脱亜鉛腐食性を示した。

【0036】

【表3】

さらに断面減少率20%で抽伸した後、矯正仕上げ加工した。焼鈍は、電気炉を使用して所定温度に所定時間保持した後、徐冷することにより行った。

【0040】試験材No. 16、No. 18、No. 19、No. 26については、640℃の温度で直径36～60mmに押出加工した後、表5に示す冷却条件で徐冷し、断面減少率20%で抽伸した後、矯正仕上げ加工した。なお、試験材No. 14～26と押出寸法を違えたのは押出材の冷却速度を調整するためである。

【0041】矯正仕上げ加工後の試験材について、実施例1と同一の方法により組織観察を行い、加工性、耐脱亜鉛腐食性、切削性を評価した。結果を表6に示す。なお、表5において、本発明の条件を外れたものには下線を付した。

【0042】

【表5】

	組 成(mass %)						押出後冷却条件 (℃/ 秒) または 焼鈍条件(℃×h)
	Cu	Pb	P	Sn	Fe	Zn	
14	58.9	2.2	0.04	0.31	0.14	R	550℃×5h
15	64.1	3.1	0.03	0.28	0.16	R	400℃×4h
16	62.2	1.9	0.04	0.41	0.17	R	7℃/ 秒
17	61.9	3.8	0.02	0.29	0.15	R	450℃×3h
18	62.8	3.0	0.01	0.21	0.12	R	6℃/ 秒
19	61.5	2.6	0.08	0.33	0.15	R	10℃/ 秒
20	60.1	2.4	0.02	0.19	0.19	R	380℃×4h
21	62.0	1.8	0.05	0.51	0.13	R	510℃×2h
22	61.3	3.1	0.04	0.35	0.09	R	550℃×5h
23	62.3	2.7	0.05	0.44	0.21	R	350℃×1h
24	61.8	2.6	0.04	0.31	0.18	R	340℃×6h
25	62.1	2.5	0.03	0.29	0.16	R	560℃×1h
26	61.7	2.7	0.03	0.30	0.17	R	12℃/ 秒

【0043】

20 【表6】

	組織	熱間加工性/ 冷間加工性	耐脱亜鉛腐食性	切削性
14	$\alpha + \beta c$	○/×	×	○
15	$\alpha + \beta d$	×/○	○	○
16	$\alpha + \beta d$	○/○	○	×
17	$\alpha + \beta d$	×/×	○	○
18	$\alpha + \beta d$	○/○	×	○
19	$\alpha + \beta d$	○/×	○	○
20	$\alpha + \beta d$	○/○	×	○
21	$\alpha + \beta d$	○/×	○	○
22	$\alpha + \beta d$	○/×	○	○
23	$\alpha + \beta d$	○/×	○	○
24	$\alpha + \beta c$	○/×	×	○
25	$\alpha + \beta c$	○/×	×	○
26	$\alpha + \beta c$	○/×	×	○

【0044】表6に示すように、試験材No. 14はCu含有量が低いため、高温長時間の熱処理を行っても β 相が分断されず耐脱亜鉛腐食性が改善されない。また、 β 相存在率が高いため冷間加工性が劣り、抽伸加工で破断が生じた。試験材No. 15はCu量が多いため、 β 相存在率が低く熱間加工時の変形抵抗が高くなり、押し詰まりが生じた。試験材No. 16はPb含有量が低いため、切削屑が螺旋状に連なり十分な切削性が得られなかった。試験材No. 17はPb量が多いため、熱間加工時にPbの溶融に起因して割れが生じ、割れを抑制するためには押出速度を低下させなければならなかった。また、Pbを起点として抽伸時に破断が生じた。

【0045】試験材No. 18はPの含有量が少ないため、100 μ mを越える深さの脱亜鉛腐食が生じ、試験材No. 19はP量が多いため、Cu₃Pを起点として抽伸時に破断が生じた。試験材No. 20はSn含有量が低いため、 β 相の脱亜鉛腐食を抑制する効果が不十分となり100 μ mを越える深さの脱亜鉛腐食が生じた。試験材No. 21はSn量が多いため、 γ 相が析出し γ 相を起点として抽伸時に破断が生じた。試験材No. 22はFe含有量が低いため、高温の熱処理において α 相の粗大化が生じ、抽伸加工時の延性不足に起因して割れが生じた。試験材No. 23はFe量が多いため、押出温度の640℃ではFeが完全に固溶せず、残留したF

eが起点となって抽伸時に破断が生じた。

【0046】試験材No. 24は焼鈍温度は低いため、 β 相が完全に分断されず十分な耐脱亜鉛腐食性が得られなかった。また、焼鈍後の β 相存在率が低いため抽伸時に破断が生じた。試験材No. 25は焼鈍温度が高いため、 β 相存在率が高くなり脱亜鉛腐食が顕著となり、抽伸時の破断発生率も大きくなった。試験材No. 26は押出後の冷却速度が大きいため α 相の析出が不十分となり、 β 相存在率が高く且つ β 相が α 相により分断されず、十分な耐脱亜鉛腐食性が得られなかった。また、抽伸時の破断発生率も大きくなった。

【0047】

【発明の効果】本発明によれば、優れた耐脱亜鉛腐食性と切削性をそなえ、熱間加工が容易で、且つリサイクル性にも優れ、コスト的にも有利な黄銅およびその製造方法が提供される。

【0048】本発明において必須のPb、SnおよびFeは、市況のリターンスクラップに含有されているから、リターンスクラップを主原料として使用し、新地金は成分調整のためにのみ用いることによって、各含有元素の濃度範囲を制御することができるから、リサイクル性が高い、すなわちLCAに優れた耐脱亜鉛腐食性快削黄銅を提供することが可能となる。

フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁷

C 2 2 F 1/00

識別記号

6 4 0

6 8 2

6 8 3

6 8 4

6 9 1

6 9 2

F I

C 2 2 F 1/00

テームコート* (参考)

6 4 0 A

6 8 2

6 8 3

6 8 4 C

6 9 1 B

6 9 2 A

(72) 発明者 渥美 哲郎

東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽金属工業株式会社内

(72) 発明者 吉川 善浩

茨城県石岡市大字柏原4番1号 新日東金属株式会社内